

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-135857

(43)Date of publication of application : 21.05.1999

(51)Int.Cl.

H01L 43/08

G11B 5/39

H01F 10/16

(21)Application number : 09-298566

(71)Applicant : NEC CORP

(22)Date of filing : 30.10.1997

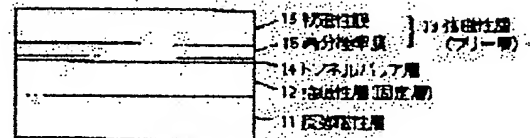
(72)Inventor : TSUGE HISANAO

(54) MAGNETO RESISTANCE EFFECT ELEMENT AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a magnet resistance effect element which has both large polarizability and a small coercive force by constituting at least one side of a ferromagnetic layer, which is not in contact with an antiferromagnetic layer of a soft magnetic film provided with a thin high-polarizability film on a tunnel barrier layer side.

SOLUTION: A ferromagnetic layer 13 constituting a free layer is constituted of a soft magnetic layer 16, provided with a thin high-polarizability film 15 on a tunnel barrier layer 14 side. The film 15 has a stronger coercive force than a thin film which is made of Permalloy (R), etc. However, the coercive force of the film 15 can be reduced, while the polarizability on the surface of the ferromagnetic layer 13 which is in contact with the tunnel barrier layer 14 is maintained at a high value. Since the magnet resistance variations of a ferromagnetic tunnel junction vary depending upon the property of the surface of thin ferromagnetic layer contribution to tunnel phenomena, the a free layer structure is adopted. Therefore, a magnetoresistance effect element having both a large polarizability and low coercive form can be realized.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 30.10.1997

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 19.10.1999

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3050189

[Date of registration] 31.03.2000

[Number of appeal against examiner's decision of rejection] 11-17925

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection] 05.11.1999

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P) (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平 11-135857

(43) 公開日 平成 11 年 (1999) 5 月 21 日

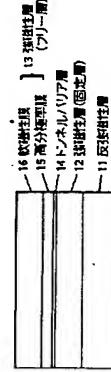
(51) Int. Cl. ⁸	識別記号	F I
H 01 L 43/08		H 01 L 43/08
G 11 B 5/39		G 11 B 5/39
H 01 F 10/16		H 01 F 10/16

(21) 出願番号	特開平 9-288568	(71) 出願人	000004237 日本電気株式会社 東京都港区芝五丁目 7 番 1 号
(22) 公開日	平成 9 年 (1997) 10 月 30 日	(72) 発明者	石川 久樹 東京都港区芝五丁目 7 番 1 号 日本電気株式会社内
		(74) 代理人	弁護士 京本 成樹 (外 2 名)

(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果素子及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 磁気ヘッドや磁気メモリに必要な抵抗値及び電流密度を備え、高感度でしかも安定に信号磁界を抽出できる磁気抵抗効果素子を制御よく得る。
【解決手段】 反強磁性層 11 により交換結合磁界を付与した強磁性層 (固定層) 12 と、トンネルバリア層 14 を介して薄い高分極率膜 15 及び軟磁性膜 16 の二層膜からなる強磁性層 (フリー層) 13 とで基本構造が形成されている磁気抵抗効果素子。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 強磁性層の間にトンネルバリア層を挟んだ強磁性トンネル接合の構造を有し、一方の強磁性層の側に反強磁性層を配置した磁気抵抗効果素子において、少なくとも反強磁性層と接していない方の強磁性層がトンネルバリア層間に薄い高分極率膜を備えた軟磁性膜で構成されることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項 2】 前記高分極率膜は $\text{Co}_2\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$ ($0 \leq x < 1$) であることを特徴とする請求項 1 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 3】 前記高分極率膜は $\text{Ni}_1\text{Fe}_{1-x}$ ($0 \leq x < 0.35$) であることを特徴とする請求項 1 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 4】 前記高分極率膜は完全スピニ分極を持つ金属間化合物であることを特徴とする請求項 1 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 5】 前記金属間化合物が半金属であることを特徴とする請求項 4 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 6】 前記金属間化合物が NiMnSb であることを特徴とする請求項 5 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 7】 前記高分極率膜の膜厚は 1.0nm 以下であることを特徴とする請求項 1～6 の何れかに記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 8】 前記軟磁性膜はパーマロイ $\text{Ni}_1\text{Fe}_{1-x}$ ($0.35 \leq x \leq 0.8$) であることを特徴とする請求項 1～7 の何れかに記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 9】 前記トンネルバリア層は Al の自然酸化膜であることを特徴とする請求項 1～8 の何れかに記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 10】 前記 Al の膜厚は $1.0 \sim 2.5\text{nm}$ であることを特徴とする請求項 9 記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 11】 強磁性層の間にトンネルバリア層を挟んだ強磁性トンネル接合の構造を有し、一方の強磁性層がトンネルバリア層間に薄い高分極率膜を備えた軟磁性膜で構成され、もう一方の強磁性層の外側に反強磁性層を配置した磁気抵抗効果素子の製造方法において、金属または半導体からなる導電層を成膜した後、真空中に酸素を含むガスを導入し、この導電層表面を自然酸化してトンネルバリア層を形成する工程を含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】
【発明の属する技術分野】 本発明は、高密度磁気ディスク装置における再生用磁気ヘッドや高密度磁気メモリ (MRAM) に適した磁気抵抗効果素子に関する。

【0002】
【従来の技術】 強磁性トンネル接合は二つの強磁性層の間に数 nm 厚の薄い絶縁体からなるトンネルバリア層を挟んだ構造を持つ。この素子では強磁性層間に一定の電流を流した状態で強磁性層間に外部磁界を印加した場

合、両磁性層の磁化の相対角度に応じて抵抗値が変化する磁気抵抗効果現象が現れる。この磁化の向きが平行である場合には抵抗値は最小となり、反平行である場合には抵抗値が最大となる。従って、両磁性層に保磁力差を付与することによって、外部磁界の強さに応じて磁化の平行及び反平行状態を実現できるため、抵抗値の変化による磁界検出が可能となる。磁界感度を高める磁気抵抗変化率は、二つの強磁性層の分極率 P_1 、 P_2 とする

と、 $2P_1P_2/(1-P_1P_2)$ で表される。この式は、双方の分極率が大きいほど磁気抵抗変化率が大きくなることを意味している。

【0003】 近年、トンネルバリア層の品質の向上により、20% という理論値に近い磁気抵抗変化率を示す強磁性トンネル接合が得られるようになったことから、磁気ヘッドや磁気メモリへの応用の可能性が高まってきた。こうした大きな磁気抵抗変化率を報告している代表例として、「1996 年 4 月、ジャーナル・オブ・アプライド・フィジックス、79 巻、4724～4729 頁 (Journal of Applied Physics, vol. 79, 4724～4729, 1996)」がある。

【0004】 この接合素子を図面を用いて説明する。図 12 に示すように、強磁性層として CoFe 膜 122 と Co 膜 124 を用い、これらの両強磁性層によって Al_2O_3 からなるトンネルバリア層 123 を挟んだ構造を保持している。蒸着マスクを用いてガラス基板 131 上に成膜した第 1 の強磁性層 132 を真空蒸着し (図 13 (a))、引き続きマスクを交換して 1、2～2.0 nm の Al 膜 133 を蒸着する (図 13 (b))。この Al 膜表面を酸素雰囲気中で電圧に曝すことにより、 Al_2O_3 からなるトンネルバリア層 134 を形成する (図 13 (c))。最後に、このトンネルバリア層 134 を介して第 1 の強磁性層 132 と長手方向が垂直に交わるように Co からなる第 2 の強磁性層 135 を成膜して十字電極型の強磁性トンネル接合素子を作成させる (図 13 (d))。この方法では、磁気抵抗変化率として最大 18% という大きな値が得られている。

【0005】 その他の例として、特開平 5-63254 号公報、特開平 6-24477 号公報、特開平 8-70148 号公報、特開平 8-70149 号公報、特開平 8-31654 号公報及び「1997 年、日本応用物理学会誌、21 巻、493～496 頁」などの報告がある。ここではトンネルバリア層の形成に、 Al 層を成膜後、大気中に曝して Al_2O_3 を成長させる方法を用いている。このように、これらの報告では図 13 とはトンネルバリアの形成方法が異なるものの、強磁性層として Fe 、 Co 、 Ni 及びそれらの合金からなる単層膜が使われている点は共通である。

【0006】 これらの磁気抵抗効果素子を高密度記録用の再生磁気ヘッドに適用する技術としては、スピナルの再生磁気ヘッドに適用する技術としては、スピナル

ブに用いられている技術がある。非磁性層によって磁気的に分離された二つの強磁性層の一方に反強磁性層を重ねることによって交換結合磁界を付与して固定層とし、もう一方をフリー層とするものである。固定層の磁化の向きは媒体面と平行に設定され、フリー層の磁化の向きは媒体面と垂直に設定されている。情報を書き込むんだ媒体からこの固定層でフリー層の磁化の向きを変えていくことによって、固定層の磁化の向きと相対角度をモジュレートし、その結果生じる零子の抵抗変化により信号検出を行う。強磁性トンネル接合が強磁性層間にトンネルバリア層を用いるのに対して、スピントラルプでは非磁性層を用いるという違いはあるものの、交換結合磁界を利用する手法は共通技術として有効であることはよく知られている。

【0007】
【発明が解決しようとする課題】磁気抵抗効果素子を高

高密度磁気ヘッドに適用するためには、媒体からの濡れ磁界を高温域で安定に抽出できなければならない。従来、この問題を解決するために強磁性層は双方の強磁性トンネル接合を構成する二つの強磁性層は双方とも非順磁性であり、高温酸化のために大きな磁気抵抗変化率を得ようとするとき大きな分極率を持つ強磁性層が必要である。しかし、こうした強磁性層は一般的に数10 Oe以上の大きな保持力を持つ。従って、交換結合磁界を利用したスピン伝導デバイスと類似の構成を用いた場合には、強磁性トンネル接合素子とシリシス特性が現れるため、安定な信号検出は困難となる。

【0008】また、電気抵抗効果素子を磁気ヘッドに通
用するために、熱雑音の影響を低減するために実用素
子寸法である程度低い抵抗値が必要であるが、従来のト
ンネルバリア形成法ではその実現が困難であった。ま
た、磁気ヘッドの高密度化には信号出力電圧の大きさや
電流を調えるが、従来の技術では素子特性を損うことな
く低抵抗かつ十分な電流密度が得られないという課題もあ
った。さらに、従来の技術ではウエハ内やロット間の素
子特性のばらつきが大きくなり、実用に供するだけの十分な
製造歩留まりを得ることは難しかった。これらの課題
は、主に従来のトンネルバリア層の形成方法に起因する
と考えられる。酸素グローブ放電を用いる方法では、イオ
ンやラジカルが膜の活性酸素を導電層の酸化に用いるた
り、酸や酸化膜の創出すなわち素子抵抗の制御が難しい
といった問題や、同時に発生する活性化した不純物ガ
スによってトンネルバリア層が汚染された接合品質が劣化
するという問題がある。一方、大気中自然酸化による方
法では、大気中の酸素でトンネルバリア層にピンホール
を生じたり、水分、炭素酸化物、窒素酸化物等の汚染を
受けることによって酸化グローブ放電と同様に多くの問題
を抱えている。

【0009】本発明の目的は、このような従来技術の課題を解決し、高感度でしかも安定に信号磁界を検出できる磁気抵抗効果素子を提供すること、及びこうした特性

に加え、実用に必要な抵抗値及び信号出力電圧特性を備え、製造歩留まりを改善した磁気抵抗効果素子の製造方法を提供することにある。

【0010】
 【課題】を解決するための手段】上記目的に従い、水素原子の磁気抵抗効果素子に、強磁性層の間にトンネル障壁の障壁を挟んだ強磁性トヨコハ接合の構造を有し、一方の強磁性層の外側に反強磁性層を配置した磁気抵抗効果素子において、少なくとも両強磁性層と接していない方の強磁性層がトンネル障壁に薄い高分極率層を備え、前記強磁性層で構成されることを特徴とし、 Ni, Fe 、 Co 、 $Fe_{1-x}Ni_x$ ($0.5 \leq x < 1$) 膜、又は Ni, Fe 、 $Fe_{1-x}Ni_x$ ($0.5 \leq x < 0.35$) 膜、又は完全スピンスピン分極を持つ金属阻化化合物であることを特徴とし、金属阻化化合物で構成されることを特徴とし、 Ni, Mn, Sb など半金属膜であることを特徴とする。

【0011】好ましくは、前記高分率炭素の炭素厚は1.0mm以下であることを特徴とする。

【0012】前記軟磁性炭はパーマロイNi₁Fe₉₁（0.35≤x≤0.8）であることを特徴とし、前記トンネルバリア層はAlの自然酸化膜であることを特徴とし、好ましくは、前記Alの炭素厚は1.0~2.5nmであることを特徴とする。

【0013】本発明の磁気抵抗効果素子の製造方法は強磁性層の間にトンネルバリア層を挟んだ強磁性トンネル接合の構造を有し、一方の強磁性層がトンネルバリア層面に薄い蒸着層を有する軟磁性膜で構成され、もう一方の強磁性層が同一に反強磁性層を配置した磁気抵抗効果素子の製造方法において、金属または半導体からなる導電層を成膜した後、真空中に酸素を含むガスを導入し、この導電層表面を自然酸化してトンネルバリア層を形成する工程を含むことを特徴とする。

【0014】本発明においては、少なくとも反強磁性層と接していない方の強磁性層がトンネルバリア層との界面に高分極性の薄膜を備えた強磁性膜で構成されているため、保磁力を小さく保つたまま、大きな磁気抵抗変化率が得られ、上記目的を達成できる。

【0015】また、本発明の製造方法においては、真空中に酸素を含むガスを導入し、導電層表面を自然酸化してトンネルバリア層を形成するので、不純物ガスの影響を受けずに清浄な雰囲気中で平衡状態を保持したまま酸化層の成長が可能であり、高品質トンネルバリア層を制御よく作製することができる。

【0016】
【発明の実施の形態】本発明の磁気抵抗効果素子に関する第1の実施の形態について、図面を参照して説明する。

【0017】図1に示すように、反強磁性層11/強磁性層12の積層膜からなる固定層と強磁性層13からなるフリー層との間にトンネルバリア層14を挟んだ構造

を持つ磁気抵抗効果素子において、フリー層を構成する強磁性層1・3がトンネルバリア層1・4に接する側に薄い高分層半導体1・5を隔てたトンネルバリア層1・6で構成されている。この高分層半導体1・5は一般的に軟磁性層として用いられるパーマロイなどの薄膜に比べ保磁力が大きい。しかし、薄い高分層半導体1・5を軟磁性層1・6と重ねることによって、トンネルバリア層1・4と接する強磁性層13表面の分層半導体を大きく隔てた高保磁力を低減させることができる。強磁性層13と接する強磁性層変化するトンネル現象に寄与する薄い強磁性層変化する性質により決まるため、こうしたフリー層構造を用いることによって大きな分層半導体と小さな保磁力を合わせ持つ高密度磁気ヘッドに適した磁気抵抗効果素子が得られる。一方、固定層となす強磁性層1・2としては分層半導体の大きな材料を優先的に選べばよいが、フリー層と同様に構成にすることもできる。

【0018】高分散率1.5としては、 $C_{0.5}$, $F_{e,1}$,
 $(0.5 \leq x < 1)$ 、又は $N_{1.5}$, $F_{e,1}$, $(0.5 \leq x <$
 $0.35)$ が候補として挙げられる。完全スピニングを
持つ金属間化合物を用いる場合には薄膜としても100
%に近い分散率が得られるため、さらに大きな磁気抵抗
変化率を持つ磁気抵抗効果素子が実現できる。高分散率
1.5の膜厚は10nm以下であれば、フリー層の保磁力
はほぼ軟磁体膜1.6の性質を占めるため小さな値が得ら
れるが、5nm以下であれば10nm以下の小さな保持力が得ら
れる。また、トンネルバリア層としてA1の自然酸化膜
を選択すればトンホール常電導を大幅に低減した高品質の
接合が得られる。このA1の膜厚は厚すぎると酸化後に
下地の強磁性層の表面で酸化の原因となり、薄すぎると
金属の強磁性層の表面で酸化されて磁気抵抗率の低下
を引き起こすため、1.0~2.5nmであることが好ましい。
この最速膜厚より地磁磁性層表面の凹凸の大きさなどの条件によつて決まる。

【0019】次に、本発明の磁気抵抗効果素子の製造方
法に関する第2の実施形態について、図面を参照して
説明する。

【0020】図2に示すように、反強磁性層21、強磁性層（固定層）22、導電層23を真空中で連続成膜した後、図2(a)、真空中を露せるとなく和酸を投入し、導電層23の表面を自然酸化してトンネルバリア層24を形成する（図2(b)）。図2に示すように、導電層23は過不足なく酸化されることが望ましい。酸素を排気した後、 $\text{Co}_2\text{Fe}_{1-x}$ ($0 \leq x < 1$)、又は Ni_1-xFe_x ($0 \leq x < 0.35$)、又は完全スピントリニウムを支持する酸化物化合物からなる高分極性層25を成膜し、引き続き、軟磁性層26を成膜して、強磁性トンネル接合素子の基本構造を完成させる（図2(c)）。

【0021】強磁性層にFe、Co、Niまたはそれらを含む合金を用いた場合には、導電層23として強磁性層の物質の表面に自由エネルギーより小さな値を持つA1を選択積層することにより、下地と強磁性層22との界面では良好な接合状態を呈する。その結果、完成された素子ではピンホールによる強磁性層間の電気的ショートのない良好な導電特性が得られる。また、A1の蒸着一原子当たりの生成自由エネルギーはFe、Co、Niよりも大きいために、導電層23の界面となるA110は接合界面で熱的に安定である。本実施の形態ではフリー層27よりも先に固定層を成膜したが、この逆の工程でも同様な効果が得られる。

【0022】
【実施例1】本発明の第1の実施例を図面を参照して詳

【0023】本発明の磁気抵抗効果素子の基本構造は、図3に示すように、表面を熱酸化したSi基板31上に5nm厚のT₁膜と5nm厚のNi_{0.8}Fe_{0.19}膜の二層膜からなるバッファ層32を介して形成された15nm厚

DDFeM層からなる反強磁性層33と厚さ1.0nmの $Ni_{0.81}Fe_{0.19}$ 層からなる第1の強磁性層34、さらにその上に Al_2O_3 層からなるトンネルバリア層35を介して形成された厚さ3nmのCoFe層36と厚さ1.0nmの $Ni_{0.81}Fe_{0.19}$ 軟磁性層37の二層膜からなる

第2の強磁性層38で構成される。パツファー層32は反強磁性的な性質を持つ面心立方構造 γ 相のFe-Mn合金を成長させるために用いる。この構造を得るためにはパツファー層を構成するNi_{0.81}Fe_{0.19}合金は(111)

て記号していることが必要であり、そのシード層として T、A 層以外にも Nb、Ti、Hf、Zr などの他の元素を使っても同様な効果を得られる。また、第 1 の強磁性層として Fe-Mn を用いている。他にも Ir-Mn、Ni-Mn、Pt-Mn、Pd-Mn などを用いることができる。第 1 の強磁性層 3 4 は固定層であり、第 2 の強磁性層 3 8 はフリー層を構成している。この層の磁化の向きは互いに直行している。

【0024】次に、本発明の磁気抵抗効果素子の製造方法を図面を参照して詳細に説明する。

100025] ます、図4(a)に示すように表面を熱処理したシリコン基板(1)上にアモルファスシリコン膜(2)の二層膜からなるバッファ層(厚さ: 5nm)と、 $\text{Ni}_{1.0}\text{Fe}_{0.0}\text{P}$ 膜(厚さ: 5nm)の二層膜からなるバッファ層(厚さ: 5nm)と、 $\text{Fe}_{1.0}\text{Mn}_{0.0}\text{P}$ 膜(厚さ: 15nm)からなる反強磁性層(厚さ: 15nm)と、 $\text{Ni}_{1.0}\text{Fe}_{0.0}\text{P}$ 膜(厚さ: 10nm)からなる第一の強磁性層4、A1膜(厚さ: 2nm)からなる第二層45を同一真空中で連続してスパッタ蒸着した。

の成膜には4インチ直径のターゲット5基を開えたた高周波マグネトロンスパッタ装置を用いた。スパッタ条件はすべてバックグラウンド圧力 1×10^{-7} Torr以下、ターゲット圧力10 mTorr、高周波電力200Wであった。次に、スパッタ装置内に触媒蒸を導入し、酸蒸圧力

を 20 Torr で 10 分間保持して、Al 導電層 45 を自然酸化してトンネルバリア層 46 を形成した (図 4 (b)) を排気してバックグラウンド圧力に到達した後、CoFe 膜 (膜厚: 3nm) 47、Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜 (膜厚: 15nm) 48 からなる第 2 の強磁性層 9、Ta 膜 (膜厚: 5nm) からなる保護層 50 を連続してスパッタ蒸着し、接合構成層を完成させた (図 4 (c))。この保護層 50 は接合構成層をプロセス汚染から保護するためのものである。この接合構成層の成膜を通して、基板 41 面内の一方向に 1000e の磁界を印加した。また、成膜後、基板 41 面内でこの方向と直交する方向に 2000e の磁界を加えた状態で一時間熱処理を行った。

[0026] 次に、通常のフォトリソグラフィ技術とイオンミリング技術を用いて接合構成層の金属を、長手方向が成膜時の磁界印加の方向と一致するように下磁極形状に加工した (図 4 (c))。保護層 50 上に接合寸法を規定するためのレジストパターン 51 を形成し、トンネルバリア層 46 までイオンミリングする (図 4 (e))。このレジストパターンを残したまま Al₂O₃ 膜 (膜厚: 250nm) からなる絶縁層 52 を電子ビーム蒸着した後、リフトオフを行う (図 4 (f))。保護層 50 と絶縁層 52 の電気的な接触を得るために、露出した結核表面の逆スパッタリング処理を行った。露出した Al₂O₃ 膜 (膜厚: 200nm) からなる絶縁層 53 を全膜面に蒸着する。次に、レジストパターンを用いて配線層 53 をイオンミリングし、磁気抵抗効果素子を完成させる (図 4 (g))。

[0027] 図 5 に本発明の製造方法を用いて作製した磁気抵抗効果素子の代表的な磁気抵抗曲線を示す。H₀ は圧縮強磁性層 43 と第 1 の強磁性層 44 の間の交換結合磁界の強さ、H₁、H₂ はそれぞれフリー層及び固定層の保磁力である。磁気抵抗変化率は 10.4% であり、CoFe 膜 47 を挿入しない構造で得られた 5.9% に比べ大幅に改善されている。また、フリー層の保磁力は 160e であり、CoFe 膜 47 を挿入しない場合と比べても 10e 以下の増加であった。このように、フリー層を構成する第 2 の強磁性層 49 として膜厚 3nm という極薄の CoFe 膜と Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の二層構成とすることにより、フリー層の保磁力を小さく保ったまま、磁気抵抗変化率を大幅に改善することができた。

[0028] 一方、図 6 に示すように接合面に対して精度よく逆比例の関係を示した。この傾きから、面積で規格化した抵抗値として $2.4 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ が得られた。磁気ヘッドなど多くのデバイス応用が可能となる。このような低抵抗値は強磁性トンネル接合構造の磁気抵抗効果素子では初めて実現した。また、抵抗値はトンネルバリア層形成時の焼成圧力及び蒸着温度を制御することによって、大小数値変化させることができる。2 インチ Si ウェハ内の接合抵抗の最大ばらつ

910 で構成される。

[0035] この磁気抵抗効果素子の製造方法は、第 1 の強磁性層として Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の代わりにより厚の Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜 94 と 3nm 厚の CoFe 膜 95 の二層膜を用いることを除いては図 4 のプロセスと同じである。この素子では磁気抵抗変化率は 17.5% であり、第 1 の強磁性層及び第 2 の強磁性層として薄い CoFe 膜を挿入しない構造で得られた 5.9% に比べ大幅に改善されている。また、フリー層の保磁力は 1.80e であり、CoFe 膜を挿入しない場合と比較しても 10e 以下の増加であった。このように、固定層及びフリー層を構成する第 1 の強磁性層 96 及び第 2 の強磁性層 910 として膜厚 3nm という極薄の CoFe 膜と Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の二層構成とすることにより、フリー層の保磁力を小さく保ったまま、磁気抵抗変化率を大幅に改善することができた。この磁気抵抗変化率は接合電流密度を増加させても 10⁴ A/cm² までは全く変化が認められなかった。

[0039] 本実施例では固定層を構成する第 1 の強磁性層として Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜を用いているが、その他にも実施例 2 及び 3 に示したのと同様の構造で、Fe

膜、又は Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜と極薄の Fe 膜の二層膜を用いても同様の効果が得られることは言うまでもない。

[0040] [実施例 5] 次に、本発明の第 5 の実施例を図面を参照して詳細に説明する。

[0041] 本発明の磁気抵抗効果素子の基本構造は、図 11 に示すように、表面を熱酸化した Si 基板 111 上に 5nm 厚の Ta 膜と 5nm 厚の Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の二層膜からなるバッファ層 112 を介して形成された 10nm 厚の FeMn 膜からなる反強磁性層 113 と厚さ 10nm の NiMnSb 膜からなる第 1 の強磁性層 114、さらにその上に Al₂O₃ 膜からなるトンネルバリア層 115 を介して形成された厚さ 3nm の NiMnSb 膜 116 と厚さ 15nm の Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜 117 の二層膜を、第 2 の強磁性層として CoFe 膜と Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の二層膜の代わりにより厚の NiMnSb 膜と Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜 117 の二層膜を用いることを除いては図 4 のプロセスと同じである。この素子では磁気抵抗変化率は 21.3% であり、第 1 の強磁性層として Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜を用いた場合に比べ大幅に改善された。一方、フリー層の保磁力は 2.60e と多少大きくなった。このように、フリー層を構成する第 2 の強磁性層 118 として膜厚 3nm という極薄の NiMnSb 膜と Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜の二層構成とし、さらに固定層を構成する第 1 の強磁性層として NiMnSb 膜を用いることにより、フリー層の保磁力をある程度小さく保ったまま、磁気抵抗変化率を大幅に改善することができた。この磁気抵抗変化率は接合電流密度を増加させても 10⁴ A/cm² までは全く変化が認められなかった。

[0043] 本実施例では固定層を構成する第 1 の強磁性層として NiMnSb 膜を用いているが、その他にも実施例 1 及び 3 に示したのと同様の構造で、Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜、または Ni_{0.9}Fe_{0.1}軟磁性膜と極薄の NiMnSb 膜の二層膜を用いても同様の効果が得られることは言うまでもない。

[0044] [発明の効果] 本発明の構造を用いれば、高速度でしかも安定に信号磁界を検出できる磁気抵抗効果素子が得られ、高密度磁気ヘッドや磁気メモリなどへの応用も可能である。また、本発明の製造方法を用いれば、デバイス応用に必要ない抵抗値及び接合電流密度を備えた高品質のトンネルバリア層を制御性よく形成することができる。

[図面の簡単な説明]

[図 1] 本発明の第 1 の実施例の形態を説明するための構造図である。

[図 2] (a) ~ (c) は本発明の第 2 の実施例の形態を

【図 13】

